

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-350064

(43)Date of publication of application : 21.12.1999

(51)Int.Cl.

C22C 38/00
C21D 9/46
C22C 38/06
C22C 38/32

(21)Application number : 10-158902

(71)Applicant : KOBE STEEL LTD

(22)Date of filing : 08.06.1998

(72)Inventor : OMIYA YOSHINOBU
TAMURA YUKIAKI

(54) HIGH STRENGTH STEEL SHEET EXCELLENT IN SHAPE FIXABILITY AND IMPACT RESISTANCE AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a high strength steel sheet excellent in press workability and impact energy absorbability and furthermore excellent in shape fixability at the time of press workability and to provide a method for producing it.

SOLUTION: This high strength steel sheet is the one having a compsn. contg., by mass, 0.05 to 0.25% C, \leq 2.0% Sr, 1.0 to 4.0% Mn, \leq 0.100% P, \leq 0.030% S, 0.010 to 0.150% Al and Fe as the main component, having a steel structure of three phases of ferrite + martensite + 1 to 5% residual austenite and having \leq 0.50 yield ratio and \geq 50 N/mm² baking hardening quantity.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2000 Japan Patent Office

* NOTICES *

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] At mass%, it is C. : 0.05 - 0.25%, less than [Si:2.0%], Mn: 1.0-4.0%, P : 0.100% or less, S : 0.030% or less, aluminum:0.010-0.150% and Fe are made into a principal component, and a steel organization consists of a three phase circuit of the retained austenite of +1 - 5% of ferrite + martensite. a yield ratio or less by 0.50 And the amount of printing hardening is 2 50Ns/mm. High intensity steel plate which is excellent in the configuration freeze nature which it is above, and a shock-resistant property.

[Claim 2] They are less than [Cr:2.0%] and B further besides a component according to claim 1. : High intensity steel plate which is excellent in the configuration freeze nature indicated to the claim 1 containing one or more sorts in 0.0030% or less of element, and a shock-resistant property.

[Claim 3] The high intensity steel plate which is excellent in the configuration freeze nature indicated to the claim 1 which contains less than [Mo:1.0%] further besides a component according to claim 1 or 2, or 2, and a shock-resistant property.

[Claim 4] They are 10sec(s) in a 100-200 degrees C [after carrying out the martensitic transformation of most austenites so that the steel plate which has the component of a publication in any 1 term of claims 1-3 may be cooled from 2 **** of a ferrite + austenite to the temperature below an Ms point and an austenite may remain 1 to 5%] temperature region. It is 10min above. The manufacture method of a high intensity steel plate of excelling in the configuration freeze nature to cool and a shock-resistant property after holding below.

Translation done.]

* NOTICES *

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[The technical field to which invention belongs] For this invention, tensile strength is 2 440-980Ns/mm. The high intensity steel plate of a class is started, especially a yield ratio is low, and has printing hardenability (BH nature), and is related with the high intensity steel plate which is excellent in configuration freeze nature and a shock-resistant property.

[0002]

[Description of the Prior Art] Although an automobile came to be equipped with safety devices, such as an air bag, from a viewpoint of the crew protection at the time of a collision in recent years, the structure which can absorb the energy of a collision also in body structure is being adopted. About the striking-energy absorption property, research and development are done briskly also from the field of a material, and the approach from an organization side is mainly tried with the steel plate for automobiles.

[0003] On the other hand, from a viewpoint of the earth environment protection by ecocrisis suppression of a carbon dioxide, the demand of lightweight-izing of the automobile body is deep-rooted, and it also points to the thinning by high-intensity-izing of a steel plate material now.

[0004] Tensile strength 440-980N/mm² which were excellent in the energy-absorption property at the time of a collision focusing on the structural member and reinforcement member of an automobile from such a situation as indicated by JP,8-176723,A, for example The high intensity steel plate of a class is developed.

[0005]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] The technology of an indication in the aforementioned official report specifies the component of a steel plate, and an organization, is considering as the dual-phase-steel board which consists of martensitic structure of a constant rate, and a ferrite which suppressed Dissolution C below to the constant rate, and improves a shock-resistant property.

[0006] However, to the problem of the configuration freeze nature which poses a problem, i.e., the problem from which forming configuration changes with springbacks after press forming, although this invention is excellent in the shock-resistant property and press-forming nature under a high strain rate like a collision, in case the steel plate for press forming is high-intensity-ized, sufficient consideration is not paid.

[0007]

[Means for Solving the Problem] In order that artificers may clarify the optimal organization of the high intensity steel plate as a steel plate material for structural members of an automobile, The result which examined the ductility as press-working-of-sheet-metal nature, and the striking-energy absorption property in a high rate of strain field about the sheet steel which has various organizations, The knowledge of the ability to apply [the steel organization which consists of a three phase circuit of the retained austenite of a ferrite + martensite + minute amount as a steel organization being extended, and excelling in the property and the striking-energy absorption property, and] on latus in-the-strength level in addition was carried out.

[0008] Furthermore, considering the configuration freeze nature after press working of sheet metal used as the cause which checks high intensity-ization of a steel plate material In 2 phase steel plate of the ferrite + bainite containing comparatively a lot of retained austenites, a yield ratio becomes high. Moreover, it is adjusting the degree of hardness of martensite, though considered as this 2 phase complex tissue in this invention, although there is no change in the grade of configuration freeze nature as fundamentally as the steel plate which has the organization of others [board / dual-phase-steel / of a certain ferrite + martensite] from the former. The yield ratio still lower than before was attained, and it succeeded in raising configuration freeze nature by advancing plastic deformation with low stress.

[0009] But since yield stress becomes low when the yield ratio of a steel plate is set up low, sufficient work hardening does not arise in the problem which yield stress influences, especially the problem of rigid reservation of a member, i.e., the low portion of workability, but there is a problem that the rigidity of the portion falls. Artificers found out that

the on-the-strength elevation of printing hardening by heat treatment at the time of the baking finish after processing, i.e., the amount, was suppleable with limiting to the level more than fixed enough to this problem.

[0010] this invention completes the high intensity steel plate which is satisfied [with the basis of the above-mentioned examination and knowledge] of press-working-of-sheet-metal nature, a striking-energy absorption property, and many properties that a structural member called configuration freeze nature is required, and its manufacture method. The high intensity steel plate of this invention is mass%. Namely, C:0.05 - 0.25%, Si: Less than [2.0%], Mn:1.0-4.0%, P : 0.100% or less, S : 0.030% or less, aluminum:0.010-0.150%, and Fe are made into a principal component, a steel organization consists of a three phase circuit of the retained austenite of +1 - 5% of ferrite + martensite, and a yield ratio is 0.50 or less, and the amount of printing hardening is 2 50Ns/mm. It considers as the above.

[0011] Hereafter, this invention is explained in detail. First, the steel plate organization of this invention is explained. Let the organization of a steel plate be the complex tissue which consists of a three phase circuit of the retained austenite of a ferrite + martensite + minute amount in this invention. The ferrite is required in order to raise ductility and to acquire processability, and on the other hand, movement of transition by high rate of strain is considered to be barred by the hard martensitic phase, and is excellent in an energy-absorption property compared with the organization strengthening steel of an elasticity bainite transformation phase. Moreover, martensite is adjusting the degree of hardness, and is an organization very advantageous to the low yield-ratio-ized achievement which this invention aims at. On the other hand, the retained austenite of a minute amount not only hardly affects low yield-ratio-ization, but contributes to improvement ductile by the TRIP (deformation induction plasticity) effect at the time of receiving deformation. 1 - 5% of the amount of a retained austenite is desirable. At less than 1%, if and it exceeds 5% on the other hand, increase of the cost by abundant addition of a component element will be caused, and it will come to cause degradation of the absorption property of striking energy, and a strong fall by reduction of the amount of martensite. [the improvement operation in ductility] in addition -- that the processability represented with the steel plate which used other strengthening machine slots other than organization strengthening (for example, precipitation strengthening, solid solution strengthening) as a main strengthening mechanism by ductility is inferior *** -- at most -- 490N/mm² application is difficult only to the on-the-strength level of a grade -- etc. -- as a steel plate organization of this invention, it is unsuitable at a reason

[0012] The yield ratio of this invention steel plate takes desirably or less for 0.45 0.50 or less. When a yield ratio exceeds 0.50, it is 2 440-980Ns/mm. It is because the forming configuration after press working of sheet metal changes and it comes to be inferior to configuration freeze nature in the steel plate of the on-the-strength level of a class with a springback.

[0013] The amount of printing hardening of this invention steel plate (the amount of BHs) is 2 50Ns/mm. It is 2 80Ns/mm desirably above. It considers as the above. 50N/mm² In the following, when a yield ratio is made or less into 0.50, the rigidity of the part of low workability runs short and it is because rigidity as the whole structural member can be secured no longer after all.

[0014] Next, the reason for limitation of the steel component (unit mass%) of this invention steel plate is explained. C:0.05 - 0.25%C is indispensable in order to act on the intensity of steel greatly and to obtain a low-temperature transformation product like martensite. At less than 0.05%, it is 2 440Ns/mm. Since it is difficult to obtain the high intensity more than a class, a minimum is made into 0.05%. On the other hand, since the fall of weldability will be caused if it adds exceeding 0.25%, an upper limit is made into 0.25%.

[0015] Si: Although it has the operation which performs high intensity-ization easily, without Si degrading ductility 2.0% or less, if added so much exceeding 2.0%, in order to have a bad influence on chemical-conversion nature, stop to 2.0% or less.

[0016] Mn: It is indispensable to making the retained austenite of a minute amount generate during an organization, and it is the element which stabilizes an austenite and it is [1.0 - 4.0%] Mn changes the amount of dissolution C in an austenite, has big influence on the property of a low-temperature transformation product like the martensite generated by the cooling process, and] required also because of generation of martensite. In order to acquire the property as a high intensity steel plate that processability was very excellent, at least 1.0% needs to be added. However, if it exceeds 1.0%, in order that an ingot may have a bad influence on spot welding nature and it not only becomes difficult, but may cause an on-the-strength fall, let 4.0% be an upper limit.

[0017] P Although :0.100% or less P is effective in a corrosion resistance improvement, in **, processability comes to deteriorate P:0.100%. For this reason, it stops to 0.100% or less.

[0018] S :0.030% or less S is an impurity element, and since elongation flange nature is degraded, make the upper limit into 0.030%.

[0019] aluminum: Add aluminum 0.010 to 0.150% for deoxidation. At less than 0.010%, if and it exceeds 0.150% on the other hand, processability will come to deteriorate. [the operation] For this reason, a minimum is made and an upper limit is made into 0.150% 0.010%.

[0020] The steel plate of this invention makes the above fundamental component and Fe a principal component. A principal component raises these operations rather, or are mechanical and the meaning which does not bar the content of an element which can improve chemical property, without spoiling content of an unescapable impurity, and an operation of the above-mentioned fundamental component, for example, one or more sorts of elements can be contained from among following Cr, B, Mo, Ti, Nb(s), and Cu(s). Namely, following (1) - (4) It can consider as a component.

(1) a fundamental component -- further -- the following -- thing (2) containing one or more sorts of Cr and B A fundamental component or the above (1) What [contains Following Mo further for a component] a fundamental component -- (3) the above (1) A component or the above (2) a component -- further -- the following -- thing (4) containing one or more sorts of Ti and Nb A fundamental component and the above (1) A component and the above (2) A component or the above (3) a component -- further -- the following -- thing [0021] containing Cu Cr: -- Cr and B have the operation which promotes generation of martensite B:0.0030% 2.0% or less However, by ** and B:0.0030% **, a ferrite content becomes [too little] Cr:2.0%, and processability comes to deteriorate.

[0022] Mo: Although Mo is effective in *****-proof, if it exceeds 1.0% 1.0% or less, processability will come to deteriorate.

[0023] Ti, Nb: Respectively, 0.100% or less, if Ti and Nb are effective in precipitation strengthening of steel and it exceeds both 0.100%, processability and configuration freeze nature will come to deteriorate.

[0024] Cu: Although less than [1.0%] Cu is effective in a corrosion resistance improvement, in **, processability comes to deteriorate Cu:1.0%. in addition, the case where Cu is added -- a front face -- it is desirable to add nickel 1.0% or less for an improvement of a character

[0025] Next, the manufacture method is explained. After this invention steel plate ingots the steel which has the aforementioned component composition with a converter or an electric furnace according to a conventional method, it can be manufactured with cold rolling to hot rolling or a pan according to the following conditions.

[0026] They are 10sec(s) in a 100-200 degrees C [after carrying out the martensitic transformation of most austenites so that the steel plate after hot-rolling may be cooled from 2 **** of a ferrite + austenite to the temperature below an Ms point and an austenite may remain 1 to 5% in the cooling process to winding after a finish rolling end although slab heating temperature, finishing temperature, and winding temperature should just follow a conventional method in the case of a hot rolled sheet steel] temperature region. It is 10min above. It cools, after holding below. Moreover, in the case of a cold rolled sheet steel, after carrying out recrystallization annealing after cold-rolling, in a continuous annealing furnace, you should just perform the above-mentioned temperature maintenance processing to the steel plate after annealing. It is simple to adjust a component in order to make a part of austenite remain with martensite. That is, the amount of retained austenites comes to increase, so that the content of C, Mn, and B which raise the stability of an austenite is raised, and a three-phase-circuit organization expected by adjusting the content of these elements is obtained. Moreover, also about a cooling rate, an austenite becomes easy to remain, so that it is quick.

[0027] Although what is necessary is for water quenching just to perform cooling from 2 **** of the aforementioned ferrite + austenite to the temperature below an Ms point generally, when it contains many improvement elements in hardenability, it is not necessary to necessarily quench by water quenching, and it is 20 degrees C/sec. It is 100 degrees C/sec desirably above. What is necessary is just to cool to the temperature below an Ms point with the above cooling rate. But since increase of component cost is not avoided in this case, it is advantageous to consider as a low component as much as possible as a steel component, and to perform water quenching in respect of cost, and productive efficiency is also good.

[0028] After a martensitic transformation is completed, they are 10sec(s) in a 100-150-degree C temperature region preferably 100-200 degrees C. Making an organization into the three phase circuit of the retained austenite of a ferrite + martensite + minute amount by holding above, the amount of dissolution C in steel and a martensite degree of hardness are adjusted, and the processability which was excellent with this is acquired, and a predetermined yield ratio and the amount of printing hardening are obtained. That is, the holding time is 10sec(s) even if it holds at maintenance at less than 100 degrees C, or 100-200 degrees C when not performing this heat treatment or. In the following, a deposit of carbide hardly takes place but the processability of a steel plate deteriorates remarkably. On the other hand, they are 0min(s) also under maintenance at the temperature of 200-degree-C **, or the temperature of 100-200 degrees C. If it holds above, a retained austenite will decompose and processability will deteriorate. Moreover, a deposit of carbide rises too much, the dissolution C in steel becomes [too little], and reservation of the required amount of printing hardening becomes difficult. Moreover, martensite is also softened too much and a yield ratio comes to go up. Furthermore, when intensity is high, a bad influence comes to reach also to a delayed fracture-proof property. Although maintenance in a 100-200-degree C temperature region is reheated and needs to carry out a temperature up to the temperature region concerned when it cools in temperature of less than 100 degrees C and a martensitic transformation is made to complete like [at the time of performing water quenching], it should just perform the temperature

maintenance processing concerned in a subsequent cooling process, without reheating, when a martensitic transformation is made to complete at the temperature of 100-degree-C **.

[0029] In addition, although temper rolling etc. may be performed if needed after annealing in the case of a cold rolled sheet steel, if too much distortion is added, since the rise of a yield ratio will be invited, it is required to warn against exceeding a predetermined yield ratio.

[0030] The manufacture method of this invention steel plate is applicable not only to manufacture of a hot rolled sheet steel and a cold rolled sheet steel but manufacture of a hot-dip zinc-coated carbon steel sheet or an alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet. In the case of an alloying hot-dip zinc-coated carbon steel sheet, you should just perform same temperature maintenance processing to the steel plate by which plating processing was carried out by the cooling process after alloying processing that the above-mentioned temperature maintenance processing should just be performed to the steel plate by which hot dip galvanizing was carried out by the cooling process after being immersed [bath / zinc] in the case of a hot-dip zinc-coated carbon steel sheet.

[0031]

[Example] The steel of a chemical composition shown in Table 1 was ingoted, and it considered as slab. This slab is hot-rolled in a conventional method, it cold-rolls further after that, the cold rolled sheet steel of 1.2mm of board thickness is obtained, continuous annealing is performed on condition that Table 2 with a continuous-annealing line, and various is 2 590Ns/mm. The steel plate of a class was obtained. While carrying out microscope observation of the microstructure of the obtained steel plate, the amount of retained austenites was calculated by X-ray measurement. Moreover, the test piece was extracted along with the rolling direction, and the tension test investigated the mechanical property. These results are collectively shown in Table 2.

[0032]

[Table 1]

鋼種 No.	化学成分 (mass%、残部: 実質的に Fe)							備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	その他	
A	0.06	0.05	2.14	0.002	0.005	0.028		発明鋼
B	0.13	1.12	1.28	0.036	0.003	0.056	Mo: 0.11	"
C	0.09	1.78	1.61	0.011	0.010	0.029	Ti: 0.017	"
D	0.18	0.12	0.86	0.017	0.008	0.044	Cr: 0.58	比較鋼
E	0.09	0.36	1.09	0.026	0.011	0.031		発明鋼
F	0.05	0.51	2.32	0.008	0.001	0.021	Cr: 0.51 B: 0.0008	"

(注) 下線は本発明範囲外を示す。

[0033]

[Table 2]

試料 No.	鋼種 No.	焼純条件		組織		機械的性質				備考
		冷却条件	焼戻し	組織 形態	残留 γ%	YP N/mm ²	TS N/mm ²	EI %	YR %	
1	A	水焼入れ	140°C × 4分	F+M+γ	4	291	599	32	0.49	発明例
2	B	水焼入れ	140°C × 4分	F+M+γ	3	287	630	31	0.46	"
3	B	水焼入れ	400°C × 4分	F+M	0	422	608	24	0.69	比較例
4	C	水焼入れ	120°C × 4分	F+M+γ	3	249	613	34	0.41	発明例
5	C	100°C/s で 450°Cまで 冷却	そのまま 450°Cで 4分保持	F+B+γ	9	425	631	36	0.67	比較例
6	D	30°C/s で 180°Cまで 冷却	そのまま 180°Cで 4分保持	F+B	0	476	627	28	0.76	"
7	E	水焼入れ	230°C × 3分	F+M	0	377	615	27	0.61	"
8		400°C/s で 120°Cまで 冷却	そのまま 120°Cで 3分保持	F+M+γ	2	297	629	31	0.47	発明例

(注) 下線は本発明範囲外を示す。

F: フェライト、M: マルテンサイト、B: ベイナイト、γ: 残留オーステナイト

[0034] Moreover, in order to investigate configuration freeze nature, as a steel strip with a width of face of 40mm was extracted to a rolling direction and it was shown in drawing 1 from the obtained steel plate, press forming of the drawing bending test member (size unit mm) of a hat form was carried out, and the radius of curvature rho of the curvature produced in the wall section was measured after mold release.

[0035] Moreover, in order to investigate a dynamic energy-absorption property, the shock collapse examination member (size unit mm) shown in drawing 2 was manufactured, and the dynamic (shock) absorbed energy was measured. The cross section attaches the plate 22 of this quality of the material for the main part 21 of a hat form to opening after manufacture by bending, the aforementioned examination member carries out TIG arc welding of the side edge while performing spot welding in 50mm pitch in the flange of a main part 21, and it carries out TIG arc welding of the end plates 23 and 23 to the ends of shaft orientations further. Using this examination member, 200kg falling weight was dropped in the direction of a section axis of member so that the speed at the time of a collision might serve as 50 km/hr, and deformation measured the absorbed energy to 150mm as a dynamic absorbed energy. On the other hand, in order to investigate a static absorbed energy, it is the aforementioned examination member by the tension tester 1.0 mm/sec It compressed at speed and asked for the absorbed energy to 150mm as a static absorbed energy like the above-mentioned case.

[0036] Moreover, after extracting the test piece along with the rolling direction and giving 2% of tensile strain to this test piece from a steel plate, baking finish (processing conditions : 170 degree-Cx20min maintenance) was performed, and the amount of printing hardening (the amount of BHs) was investigated. Moreover, in order to investigate the existence of the problem in the rigid field as the structure at the time of giving ***** , 2% of tensile strain was given to the aforementioned test piece, the yield stress after baking finish (processing conditions : 170 degree-Cx20min maintenance) itself was measured, and this value estimated. These test results are collectively shown in Table 3.

[0037]

Table 3

試 料 No	形状凍結性 曲率半径 ρ (mm)	吸収エネルギー (kJ)			BH量 N/mm ²	2%歪付与 焼付後 YP N/mm ²	備 考
		静的	動的	静動比			
1	1000超	4.7	8.0	1.81	97	529	発明例
2	1000超	5.0	9.2	1.84	112	541	"
3	400	5.7	8.0	1.40	47	484	比較例
4	1000超	4.8	9.4	1.96	106	534	発明例
5	450	5.0	9.1	1.63	65	552	比較例
6	380	6.5	7.9	1.22	52	495	"
7	480	5.5	7.7	1.40	78	528	"
8	1000超	4.8	9.3	1.94	89	521	発明例

[0038] Table 2 and 3 shows having a microstructure, weighted solidity, and the property the example of invention of his invention within the limits (sample No.1, 2, 4, 8) excelled [property] in the component compared with 30% or more of high example of comparison with which it was extended, the (El) property and less than 0.50 low yield ratio (YR) are realized, and configuration freeze nature and a striking-energy absorption property are not satisfied of either of this invention conditions. Moreover, it turns out that it is high enough, sufficient yield strength is obtained by the baking finish after ***** , and the amount of printing hardening is also satisfactory in any way also in respect of rigidity as a steel plate for structural members.

[0039]

Effect of the Invention] while considering as the three-phase-circuit organization of a ferrite and martensite which has a predetermined component and the retained austenite of a minute amount according to the high intensity steel plate of his invention -- a yield ratio -- 0.50 or less, since it was markedly alike and specified to the low value Tensile strength is 2440-980Ns/mm. Realizing high intensity of a class, it excels in ductility, and press-working-of-sheet-metal nature is good, and the outstanding striking-energy absorption property under the high rate of strain at the time of a collision and the outstanding configuration freeze nature at the time of press working of sheet metal can be combined. Furthermore, it is the amount of printing hardening to 50 N/mm² Since it was specified as the above, the rigidity of a processing part is securable also to press working of sheet metal in a low rate of strain region. Moreover, the tensile strength which according to the manufacture method of this invention does not ask the kind of steel plate but has configuration freeze nature, a shock-resistant property, and the rigidity that was further excellent in the ***** part is 2

440-980N/mm. The high intensity steel plate of a class can manufacture easily.

[Translation done.]

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平11-350064

(43)公開日 平成11年(1999)12月21日

(51)Int.Cl.^{*}
C 22 C 38/00
C 21 D 9/46
C 22 C 38/06
38/32

識別記号
301

F I
C 22 C 38/00
C 21 D 9/46
C 22 C 38/06
38/32

301 A

F

審査請求 未請求 請求項の数4 OL (全 6 頁)

(21)出願番号 特願平10-158902

(22)出願日 平成10年(1998)6月8日

(71)出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番18号

(72)発明者 大宮 良信

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神
戸製鋼所加古川製鉄所内

(72)発明者 田村 享昭

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神
戸製鋼所加古川製鉄所内

(74)代理人 弁理士 本田 ▲龍▼雄

(54)【発明の名称】 形状凍結性と耐衝撃特性に優れる高強度鋼板及びその製造方法

(57)【要約】

【課題】 プレス加工性および衝撃エネルギー吸収特性に優れ、しかもプレス加工時における形状凍結性に優れた高強度鋼板、その製造方法を提供する。

【解決手段】 本発明の高強度鋼板は、mass%で、C: 0.05~0.25%、Si: 2.0%以下、Mn: 1.0~4.0%、P: 0.100%以下、S: 0.030%以下、A1: 0.010~0.150%およびFeを主成分とし、鋼組織がフェライト+マルテンサイト+1~5%の残留オーステナイトの3相よりなり、降伏比が0.50以下で、かつ焼付硬化量が50N/mm²以上とされたものである。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 mass%で、C : 0. 05~0. 25%、Si : 2. 0%以下、Mn : 1. 0~4. 0%、P : 0. 100%以下、S : 0. 030%以下、A1 : 0. 010~0. 150%およびFeを主成分とし、鋼組織がフェライト+マルテンサイト+1~5%の残留オーステナイトの3相よりなり、降伏比が0. 50以下で、かつ焼付硬化量が50N/mm²以上である形状凍結性と耐衝撃特性に優れる高強度鋼板。

【請求項2】 請求項1に記載の成分のほか、さらにCr : 2. 0%以下、B : 0. 0030%以下の元素のうち、1種以上を含む請求項1に記載した形状凍結性と耐衝撃特性に優れる高強度鋼板。

【請求項3】 請求項1又は2に記載の成分のほか、さらにMo : 1. 0%以下を含有する請求項1又は2に記載した形状凍結性と耐衝撃特性に優れる高強度鋼板。

【請求項4】 請求項1~3のいずれか1項に記載の成分を有する鋼板をフェライト+オーステナイトの2相域からMs点以下の温度まで冷却してオーステナイトが1~5%残留するようにオーステナイトの大部分をマルテンサイト変態させた後、100~200°Cの温度域で10sec以上10min以下保持した後、冷却する形状凍結性と耐衝撃特性に優れる高強度鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明が属する技術分野】 本発明は引張強度が440~980N/mm²級の高強度鋼板に係り、特に降伏比が低く、焼付硬化性(BH性)を有し、形状凍結性と耐衝撃特性に優れる高強度鋼板に関する。

【0002】

【従来の技術】 近年、自動車には衝突時の乗員保護の観点からエアバッグなどの安全装置が装備されるようになったが、ボディ構造においても衝突のエネルギーを吸収できるような構造が採用されつつある。衝撃エネルギー吸収特性に関して、素材の面からも盛んに研究開発が行われ、自動車用鋼板では主として粗織面からのアプローチが試みられている。

【0003】 一方、二酸化炭素の排出抑制による地球環境保護の観点から、自動車ボディの軽量化の要求は根強く、鋼板素材の高強度化による薄肉化が現在も指向されている。

【0004】 こうした状況から、例えば特開平8-176723号公報に開示されているように、自動車の構造部材や補強部材を中心として、衝突時のエネルギー吸収特性に優れた引張強度440~980N/mm²クラスの高強度鋼板が開発されている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】 前記公報に開示の技術は、鋼板の成分、組織を規定し、一定量のマルテンサイト組織と、固溶Cを一定量以下に抑制したフェライト組

織からなる複合組織鋼板とすることで、耐衝撃特性を改善したものである。

【0006】 しかし、この発明は衝突のような高歪速度下における耐衝撃特性やプレス成形性には優れているものの、プレス成形用鋼板を高強度化する際に問題となる形状凍結性の問題、すなわちプレス成形後にスプリングバックによって成形形状が変化してしまう問題に対して、十分な考慮が払われていない。

【0007】

【課題を解決するための手段】 発明者らは、自動車の構造部材用鋼板素材としての高強度鋼板の最適な組織を明確にするため、種々の組織を有する薄鋼板について、プレス加工性としての延性および高歪み速度領域での衝撃エネルギー吸収特性を検討した結果、鋼組織としてフェライト+マルテンサイト+微量の残留オーステナイトの3相よりなる鋼組織が伸び特性、衝撃エネルギー吸収特性に優れていること、加えて広い強度レベルで適用可能であることを知見した。

【0008】 さらに、鋼板素材の高強度化を阻害する一因となっているプレス加工後の形状凍結性を考えると、比較的多量の残留オーステナイトを含むフェライト+ペイナイトの2相鋼板では降伏比が高くなり、また従来からあるフェライト+マルテンサイトの複合組織鋼板は他の組織を有する鋼板と基本的に形状凍結性の程度に変わりはないが、本発明では同2相複合組織としながらもマルテンサイトの硬度を調整することで、従来よりもさらに低い降伏比を達成し、低い応力で塑性変形を進行させることで形状凍結性を向上させることに成功した。

【0009】 もっとも、鋼板の降伏比を低く設定した場合、降伏応力が低くなるため、降伏応力が影響する問題、特に部材の剛性確保の問題をなすり加工度の低い部分において十分な加工硬化が生じず、その部分の剛性が低下するという問題がある。発明者らはこの問題に対して、加工後の焼付塗装時の熱処理による強度上昇、すなわち焼付硬化量を一定以上の水準に限定することで十分補うことができるを見い出した。

【0010】 本発明は上記検討、知見の基に、プレス加工性、衝撃エネルギー吸収特性、形状凍結性という構造部材が要求される諸特性を満足する高強度鋼板およびその製造方法を完成したものである。すなわち、本発明の高強度鋼板は、mass%で、C : 0. 05~0. 25%、Si : 2. 0%以下、Mn : 1. 0~4. 0%、P : 0. 100%以下、S : 0. 030%以下、A1 : 0. 010~0. 150%およびFeを主成分とし、鋼組織がフェライト+マルテンサイト+1~5%の残留オーステナイトの3相よりなり、降伏比が0. 50以下で、かつ焼付硬化量が50N/mm²以上とされたものである。

【0011】 以下、本発明について詳細に説明する。まず、本発明の鋼板組織について説明する。本発明では鋼

板の組織をフェライト+マルテンサイト+微量の残留オーステナイトの3相よりなる複合組織とする。フェライトは延性を向上させ、加工性を得るために必要であり、一方高歪み速度での転移の移動は硬質なマルテンサイト相によって妨げられると考えられ、ベイナイトなどの軟質な変態相の組織強化鋼に比べてエネルギー吸収特性に優れる。また、マルテンサイトはその硬度を調整することで、本発明の目指す低降伏比化達成に極めて有利な組織である。一方、微量の残留オーステナイトは低降伏比化にほとんど影響を及ぼさないだけでなく、変形を受けた際のTRIP(変形誘起塑性)効果で延性の向上に寄与する。残留オーステナイトの量は1~5%が望ましい。1%未満では延性向上作用が過少であり、一方5%を超えると成分元素の多量添加によるコストの増大を招き、またマルテンサイト量の減少により衝撃エネルギーの吸収特性の劣化や強度の低下を招くようになる。なお、主強化機構として組織強化以外の他の強化機構(例えば析出強化、固溶強化)を利用した鋼板では、延性に代表される加工性が劣ったり、高々490N/mm²程度の強度レベルまでしか適用が困難である等の理由で本発明の鋼板組織としては不適当である。

【0012】本発明鋼板の降伏比は0.50以下、望ましくは0.45以下とする。降伏比が0.50を超えると、440~980N/mm²級の強度レベルの鋼板では、スプリングバックにより、プレス加工後の成形形状が変化して形状凍結性に劣るようになるからである。

【0013】本発明鋼板の焼付硬化量(BH量)は50N/mm²以上、望ましくは80N/mm²以上とする。50N/mm²未満では、降伏比を0.50以下とした場合、低加工度の部位の剛性が不足し、結局、構造部材の全体としての剛性が確保できないようになるためである。

【0014】次に本発明鋼板の鋼成分(単位mass%)の限定理由について説明する。

C: 0.05~0.25%

Cは鋼の強度に大きく作用し、マルテンサイトのような低温変態生成物を得るために必須である。0.05%未満では440N/mm²級以上の高強度を得ることが困難であるため、下限を0.05%とする。一方、0.25%を越えて添加すると溶接性の低下を招くので、上限を0.25%とする。

【0015】Si: 2.0%以下

Siは延性を劣化させることなく容易に高強度化を行う作用を有するが、2.0%を超えて多量に添加されると化成処理性に悪影響を及ぼすため、2.0%以下に止めること。

【0016】Mn: 1.0~4.0%

Mnはオーステナイトを安定化する元素で、微量の残留オーステナイトを組織中に生成させるのに不可欠であり、またオーステナイト中の固溶C量を変化させ、冷却

過程で生成するマルテンサイトのような低温変態生成物の特性に大きな影響を及ぼし、マルテンサイトの生成のためにも必要である。加工性の非常に優れた高強度鋼板としての特性を得るためにには少なくとも1.0%の添加が必要である。しかし、4.0%を超えると溶製が困難になるばかりでなく、スポット溶接性に悪影響を及ぼし、強度低下を招くため、4.0%を上限とする。

【0017】P: 0.100%以下

Pは耐食性の改善に有効であるが、P: 0.100%超では、加工性が劣化するようになる。このため、0.100%以下に止める。

【0018】S: 0.030%以下

Sは不純物元素であり、伸びフランジ性を劣化させるので、その上限を0.030%とする。

【0019】Al: 0.010~0.150%

Alは脱酸のために添加する。0.010%未満ではその作用が過少であり、一方0.150%を超えると加工性が劣化するようになる。このため、下限を0.010%、上限を0.150%とする。

【0020】本発明の鋼板は、以上の基本成分およびFeを主成分とするものである。主成分とは、不可避的不純物の含有および上記基本成分の作用を損なうことなく、むしろこれら的作用を向上させ、あるいは機械的、化学的特性を改善することができる元素の含有を妨げない趣旨であり、例えば下記のCr、B、Mo、Ti、Nb、Cuのうちから1種以上の元素を含有することができる。すなわち、下記(1)~(4)の成分とすることができる。

(1) 基本成分にさらに下記Cr、Bの1種以上を含有するもの

(2) 基本成分あるいは上記(1)の成分にさらに下記Moを含有するもの

(3) 基本成分、上記(1)の成分あるいは上記(2)の成分にさらに下記Ti、Nbの1種以上を含有するもの

(4) 基本成分、上記(1)の成分、上記(2)の成分あるいは上記(3)の成分にさらに下記Cuを含有するもの

【0021】Cr: 2.0%以下、B: 0.0030%
Cr、Bはマルテンサイトの生成を促進する作用を有する。しかし、Cr: 2.0%超、B: 0.0030%超では、フェライト量が過少になり、加工性が劣化するようになる。

【0022】Mo: 1.0%以下

Moは耐遅れ破壊性に有効であるが、1.0%を超えると加工性が劣化するようになる。

【0023】Ti, Nb: 各々0.100%以下

Ti, Nbは鋼の析出強化に有効であり、ともに0.100%を超えると加工性および形状凍結性が劣化するようになる。

【0024】Cu: 1.0%以下

Cuは耐食性の改善に有効であるが、Cu: 1.0%超

では、加工性が劣化するようになる。なお、Cuを添加する場合は表面性状の改善のためNiを1.0%以下添加することが好ましい。

【0025】次に製造方法について説明する。本発明鋼板は前記成分組成を有する鋼を常法に従って転炉や電気炉で溶製した後、下記の条件に従い、熱間圧延により、あるいはさらに冷間圧延により製造することができる。

【0026】熱延鋼板の場合、スラブ加熱温度、仕上温度、巻取温度は常法に従えばよいが、仕上圧延終了後、巻取りまでの冷却過程において、熱延後の鋼板をフェライト+オーステナイトの2相域からMs点以下の温度まで冷却してオーステナイトが1~5%残留するようにオーステナイトの大部分をマルテンサイト変態させた後、100~200°Cの温度域で10sec以上10min以下保持した後冷却する。また、冷延鋼板の場合は、冷延後に再結晶焼純をした後、連続焼純炉において焼純後の鋼板に対して上記温度保持処理を行えばよい。オーステナイトの一部をマルテンサイトとともに残留させるには、成分を調整することが簡便である。すなわち、オーステナイトの安定性を高めるC、Mn、Bの含有量を高めるほど残留オーステナイト量が増加するようになり、これらの元素の含有量を調整することで所期の3相組織が得られる。また、冷却速度に関しても速いほどオーステナイトが残留しやすくなる。

【0027】前記フェライト+オーステナイトの2相域からMs点以下の温度までの冷却は、一般的には水焼き入れによって行えばよいが、焼入性向上元素を多く含有する場合は、必ずしも水焼き入れにより急冷する必要はなく、20°C/sec以上、望ましくは100°C/sec以上の冷却速度でMs点以下の温度まで冷却すればよい。もっとも、この場合は成分コストの増大が避けられないもので、鋼成分としてはできる限り低成分とし、水焼き入れを行うのがコスト面では有利であり、生産効率もよい。

【0028】マルテンサイト変態が完了した後、100~200°C、好ましくは100~150°Cの温度域で10sec以上保持することにより、組織をフェライト+マルテンサイト+微量の残留オーステナイトの3相としつつ、鋼中の固溶C量、マルテンサイト硬度が調整され、これによって優れた加工性が得られ、また所定の降伏比、焼付硬化量が得られる。すなわち、かかる熱処理を行わない場合、あるいは100°C未満での保持、あるいは

は100~200°Cで保持しても保持時間が10sec未満では、炭化物の析出がほとんど起こらず、鋼板の加工性が著しく劣化する。一方、200°C超の温度での保持、あるいは100~200°Cの温度下でも10min以上で保持すると、残留オーステナイトが分解して加工性が劣化する。また、炭化物の析出が過度に生じて、鋼中の固溶Cが過少となり、必要な焼付硬化量の確保が困難になる。また、マルテンサイトも過度に軟化され、降伏比が上昇するようになる。さらに、強度が高い場合には耐遅れ破壊特性に対しても悪影響が及ぶようになる。100~200°Cの温度域での保持は、例えば水焼き入れを行った場合のように、100°C未満の温度に冷却してマルテンサイト変態を完了させた場合は再加熱して当該温度域まで昇温する必要があるが、100°C超の温度でマルテンサイト変態を完了させた場合は再加熱することなく、その後の冷却過程において当該温度保持処理を行えばよい。

【0029】なお、冷延鋼板の場合、焼純以降に必要に応じて調質圧延などを行ってもよいが、過度の歪を付加すると、降伏比の上昇を招来するので、所定の降伏比を超えないように注意することが必要である。

【0030】本発明鋼板の製造方法は熱延鋼板、冷延鋼板の製造のみならず、溶融亜鉛めっき鋼板や合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造にも適用することができる。溶融亜鉛めっき鋼板の場合は亜鉛浴への浸漬以後の冷却過程で溶融亜鉛めっきされた鋼板に対して上記温度保持処理を行えばよく、また合金化溶融亜鉛めっき鋼板の場合は合金化処理後の冷却過程でめっき処理された鋼板に対して同様の温度保持処理を行えばよい。

【0031】

【実施例】表1に示す化学成分の鋼を溶製し、スラブとした。このスラブを常法にて熱間圧延し、その後さらに冷間圧延し、板厚1.2mmの冷延鋼板を得て、連続焼純ラインにて表2の条件で連続焼純を行い、種々の590N/mm²級の鋼板を得た。得られた鋼板のミクロ組織を顕微鏡観察とともに残留オーステナイト量をX線測定により求めた。また、圧延方向に沿って試験片を採取し、引張試験により機械的性質を調べた。これらの結果を表2に併せて示す。

【0032】

【表1】

鋼種 No.	化学成分 (mass%、残部: 実質的に Fe)							備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	その他	
A	0.06	0.05	2.14	0.002	0.005	0.028		発明鋼
B	0.13	1.12	1.28	0.036	0.003	0.056	Mo: 0.11	"
C	0.09	1.78	1.61	0.011	0.010	0.029	Ti: 0.017	"
D	0.18	0.12	0.86	0.017	0.008	0.044	Cr: 0.58	比較鋼
E	0.09	0.36	1.09	0.026	0.011	0.031		発明鋼
F	0.06	0.51	2.32	0.008	0.001	0.021	Cr: 0.51 B: 0.0008	"

(注) 下線は本発明範囲外を示す。

【0033】

* * 【表2】

試料 No.	鋼種 No.	焼純条件		組織		機械的性質				備考
		冷却条件	焼戻し	組織 形態	収縮 率%	YP N/mm ²	TS N/mm ²	EI %	YR %	
1	A	水焼入れ	140°C × 4分	F+M+γ	4	291	599	32	0.49	発明鋼
2	B	水焼入れ	140°C × 4分	F+M+γ	3	287	630	31	0.46	"
3	B	水焼入れ	400°C × 4分	F+M	0	422	608	24	0.69	比較鋼
4	C	水焼入れ	120°C × 4分	F+M+γ	3	249	613	34	0.41	発明例
5	C	100°C/まで 450°Cまで 冷却	そのまま 450°Cで 4分保持	F+M+γ	9	425	631	38	0.67	比較例
6	D	30°C/まで 180°Cまで 冷却	そのまま 180°Cで 4分保持	F+M	0	476	627	28	0.76	"
7	E	水焼入れ	230°C × 3分	F+M	0	377	615	27	0.61	"
8		400°C/まで 120°Cまで 冷却	そのまま 120°Cで 3分保持	F+M+γ	2	297	629	31	0.47	発明例

(注) 下線は本発明範囲外を示す。

F: フェライト、M: マルテンサイト、B: ベイナイト、γ: 残置オーステナイト

【0034】また、形状凍結性を調べるために、得られた鋼板より圧延方向に幅40mmの鋼帯を採取し、図1に示すように、ハット形の絞り曲げ試験部材（寸法単位mm）をプレス成形し、離型後、縫合部に生じた反りの曲率半径ρを測定した。

【0035】また、動的エネルギー吸収特性を調べるために、図2に示す衝撃压壊試験部材（寸法単位mm）を製作し、動的（衝撃）吸収エネルギーを測定した。前記試験部材は、横断面がハット形の本体21を曲げ加工により製作後、開口部に同材質の平板22を付設し、本体21のフランジ部において50mmピッチでスポット溶接を行うとともに側縁をTIG溶接し、さらに軸方向の両端に端板23、23をTIG溶接したものである。この試験部材を用いて、衝突時の速度が50km/hrとなるように200kgの落錘を部材軸方向に落下させ、変形量が150mmまでの吸収エネルギーを動的吸収エネルギーとして※

※測定した。一方、静的吸収エネルギーを調べるために、前記試験部材を引張試験機によって1.0mm/secの速度で圧縮し、上記の場合と同様に150mmまでの吸収エネルギーを静的吸収エネルギーとして求めた。

【0036】また、鋼板より圧延方向に沿って試験片を採取し、この試験片に2%の引張歪を付与した後、焼付処理（処理条件：170°C × 20min保持）を施して焼付硬化量（BH量）を調べた。また、軽加工を施した場合の構造体としての剛性面での問題の有無を調べるために、前記試験片に2%の引張歪を付与し、焼付処理（処理条件：170°C × 20min保持）後の降伏応力そのものを測定し、この値によって評価した。これらの試験結果を表3に併せて示す。

【0037】

【表3】

試 料 No	形状凍結性 曲率半径 ρ (mm)	吸収エネルギー (kJ)			BH量 N/mm ²	2%歪付与 後付後 YP N/mm ²	備 考
		静的	動的	静動比			
1	1000超	4.7	8.0	1.61	87	529	発明例
2	1000超	5.0	9.2	1.84	112	541	"
3	400	5.7	8.0	1.40	47	484	比較例
4	1000超	4.8	9.4	1.96	106	534	発明例
5	450	5.8	9.1	1.63	65	552	比較例
6	380	6.5	7.9	1.22	52	495	"
7	480	5.5	7.7	1.40	78	528	"
8	1000超	4.8	9.3	1.84	89	521	発明例

【0038】表2および表3より、ミクロ組織、特性値、成分が本発明範囲内の発明例（試料No. 1, 2, 4, 8）は、30%以上の高い伸び（E1）特性と0.50未満の低降伏比（YR）を実現しており、形状凍結性、衝撃エネルギー吸収特性とともに、本発明条件のいずれかを満足していない比較例に比べて優れた特性を有していることがわかる。また、焼付硬化量も十分高く、軽加工後の焼付処理によって十分な降伏強度が得られており、構造部材用鋼板として剛性面でも何ら問題がないことがわかる。

【0039】

【発明の効果】本発明の高強度鋼板によれば、所定の成分、微量の残留オーステナイトを有するフェライト、マルテンサイトの3相組織とともに降伏比を0.50以下の格段に低い値に規定したので、引張強度が44*

* 0～980 N/mm² 級の高強度を実現しつつ、延性に優れてプレス加工性が良好であり、衝突時の高歪み速度下における優れた衝撃エネルギー吸収特性とプレス加工時における優れた形状凍結性を兼備することができる。さらに、焼付硬化量を50にN/mm²以上と規定したので、低歪み速度域でのプレス加工に対しても加工部位の剛性を確保することができる。また、本発明の製造方法によれば、鋼板の種類を問わず、形状凍結性と耐衝撃特性、さらには軽加工部位において優れた剛性を有する、引張強度が440～980 N/mm² 級の高強度鋼板が容易に製造することができる。

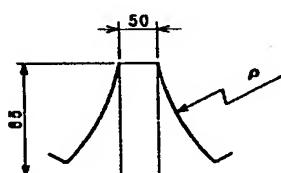
【図面の簡単な説明】

【図1】形状凍結性の試験要領を示す説明図である。

20

【図2】実施例で使用した衝撃圧壊試験部材の斜視図を示す。

【図1】



【図2】

